

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



K974-EP

(43) 国際公開日
2002 年 7 月 18 日 (18.07.2002)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 02/055751 A1

(51) 国際特許分類⁷: C22C 38/00, C21D 9/46

(21) 国際出願番号: PCT/JP01/11569

(22) 国際出願日: 2001 年 12 月 27 日 (27.12.2001)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2000-404991

2000 年 12 月 29 日 (29.12.2000) JP
特願 2001-102186 2001 年 3 月 30 日 (30.03.2001) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 高田 良久
(TAKADA, Yoshihisa) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九

州市戸畑区飛幡町 1-1 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 末廣 正芳 (SUEHIRO, Masayoshi) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1-1 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 瀬沼 武秀 (SENUMA, Takehide) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP).

(74) 代理人: 吉武 賢次, 外 (YOSHITAKE, Kenji et al.); 〒100-0005 東京都千代田区丸の内三丁目 2 番 3 号 富士ビル 323 号 協和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): AU, CA, CN, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2 文字コード及び他の略語については、定期発行される各 PCT ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH MOLTEN-ZINC-PLATED STEEL PLATE EXCELLENT IN DEPOSIT ADHESION AND SUITABILITY FOR PRESS FORMING AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: めっき密着性およびプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: A high-strength molten-zinc-plated steel plate excellent in suitability for press forming and in deposit adhesion which is useful as automotive, building, electrical, and other members. The plated steel plate comprises: (a) a steel plate base which contains 0.05 to 0.2 wt.% carbon, 0.2 to 2.0 wt.% silicon, 0.2 to 2.5 wt.% manganese, and 0.01 to 1.5 wt.% aluminum, the silicon and aluminum satisfying the relationship $0.4 (\%) \leq \text{Si} + 0.8 \text{Al} (\%) \leq 2.0\%$, and contains at least one member selected from the group consisting of (i) 0.003 to 1.0 wt.% tin, (ii) at least one of antimony, bismuth, and selenium in a total amount of 0.005 to 1.0 wt.%, (iii) at least one of beryllium, magnesium, calcium, and zirconium in a total amount of 0.005 to 1.0 wt.%, and (iv) at least one of scandium, yttrium, lanthanum, and cerium in a total amount of 0.005 to 1.0 wt.%, and in which the remainder consists of iron and unavoidable impurities and the content of residual austenites in the steel structure is 2 to 20 vol.%; and (b) a zinc deposit layer formed on the steel plate base.

[続葉有]

BEST AVAILABLE COPY

WO 02/055751 A1



(57) 要約:

自動車、建築、電気等の部材として有用な、プレス成形性およびめっき密着性に優れる高強度溶融亜鉛系めっき鋼板とその製造方法が開示されている。

この高強度溶融亜鉛系めっき鋼板は、(a) 質量%で、C: 0.05~0.2%、Si: 0.2~2.0%、Mn: 0.2~2.5%、およびAl: 0.01~1.5%を含有し、かつ、SiとAlの関係が、 $0.4(\%) \leq Si + 0.8 Al(\%) \leq 2.0\%$ を満足し、かつ、(i) Snを、0.003~1.0%、(ii) Sb、Bi、Seの1種以上を、合計で0.005~1.0%、(iii) Be、Mg、Ca、Zrの1種以上を、合計で0.005~1.0%、および(iv) Sc、Y、La、Ceの1種以上を、合計で0.005~1.0%からなる群より選択される少なくとも一つ以上を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、鋼組織中、残留オーステナイトの体積率が2~20%を満足する鋼板基材と、(b) 該鋼板基材上に形成される、Znめっき層とを含んでなる。

明 細 書

めっき密着性およびプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛系めっき鋼板
およびその製造方法

[発明の背景]

発明の分野

本発明は、自動車、建築、電気等の部材として有用な高強度鋼板、および、その製法に関し、特に、プレス成形時の張出し成形性、および、めっき密着性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および、その製法に関するものである。なお、本明細書において、高強度溶融亜鉛系めっき鋼板とは、高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を包含する。

背景技術

自動車等のクロスメンバーやサイドメンバー等の部材は、近年の燃費節減の動向に対応すべく軽量化が検討されており、材料面では、薄肉化しても強度が確保されるという観点から、高強度化が進められている。

ところが、一般に、材料のプレス成形性は、強度が上昇するに従って劣化するので、上記部材の軽量化を達成するためには、プレス成形性と高強度性の両特性を満足する鋼板を開発する必要があり、その開発が求められている。

成形性の指標値には、引張試験における伸びをはじめとして、 n 値や r 値があるが、一体成形によるプレス工程の簡略化が課題となっている昨今では、均一伸びに相当する n 値の大きいことが、なかでも重要になってきている。

このため、鋼中に存在する残留オーステナイトの変態誘起塑性を活用した熱延鋼板や、冷延鋼板が開発されている。これは、高価な合金元素を含まずに、0.07～0.4%程度のCと、0.3～2.0%程度のSi、および、0.2～2.5%程度のMnのみを基本的な合金元素とし、二相域で焼鈍後、300～450℃内外の温度でベイナイト変態を行うことが特徴の熱処理により、残留オーステナイトを金属組織中に残す鋼板であり、例えば、特開平1-230715号公報や特開平2-217425号公報等で開示されている。

この種の鋼板は、連続焼鈍で製造された冷延鋼板ばかりでなく、例えば、特開平1-79345号公報において、ランアウトテーブルでの冷却と巻取温度を制御することにより熱延鋼板でも得られることが開示されている。

自動車の高級化を反映して、耐食性および外観性を向上させることを目的として、自動車部材のめっき化が進んでおり、現在では、車内に装着される特定の部材を除き、多くの部材に、亜鉛めっき鋼板が用いられている。従って、これらの鋼板には、耐食性の観点から、溶融Znめっきを施すか、あるいは、溶融Znめっき後の合金化処理により、合金化溶融Znめっきを施して使用することが有効であるが、これらの高張力鋼板のうち、Si含有量が高い鋼板においては、鋼板表面が酸化膜を有し易いということから、溶融Znめっきの際に微小不めっき部が生じたり、合金化後の加工部のめっき密着性が劣化するなどの問題があり、優れた加工部めっき密着性を有し、かつ、耐食性の優れた高Si系の高張力高延性合金化溶融Znめっき鋼板は、実用化されていないのが現状である。

しかしながら、例えば、特開平1-230715号公報や特開平2-217425号公報等で開示されている鋼板は、0.3~2.0%のSiを含有し、その特異なベイナイト変態を活用して残留オーステナイトを確保しているので、二相共存温度域で焼鈍した後の冷却や、300~450℃内外の温度域での保持を、かなり厳格に制御しないと、意図する金属組織が得られず、強度や伸びが、目標の範囲をはずれることになる。

この熱履歴は、工業的には、連続焼鈍設備や熱間圧延後のランアウトテーブルと巻取工程において実現されはするが、450~600℃では、オーステナイトの変態が速やかに完了するので、450~600℃における滞留時間を特に短くするような制御が要求され、また、350~450℃でも、保持する時間によって金属組織が著しく変化するので、熱処理条件が、所期の条件からはずれると、陳腐な強度と伸びしか得られないことになる。

更に、450~600℃に滞留する時間が長いことや、めっき性を悪くするSiを合金元素として多く含むことから、溶融めっき設備を通板させて、めっき鋼板を製造することはできず、結局、Siを0.3~2.0%程度含有する鋼板は、表面耐食性が劣るため、広範な工業的利用が妨げられているという問題点があ

る。

上記問題を解決するために、例えば、特開平5-247586号公報や特開平6-145788号公報等には、Si濃度を規制することでめっき性を改善した鋼板が開示されている。上記公報記載の方法では、Siの替わりAlを添加することで、残留オーステナイトを生成している。しかしながら、Alも、Siと同じようにFeよりも酸化し易いので、鋼板表面に酸化膜を形成し易く、十分なめっき密着性を確保することができないという問題点がある。

また、例えば、特開平04-333552号公報や特開平04-346644号公報等においては、高Si系高強度鋼板の合金化溶融めっき方法として、プレNiめっき後急速低温加熱して、溶融Znめっき後合金化処理する方法が開示されている。しかしながら、この方法では、Niプレめっきが必要になるので、新たな設備が必要になるという問題点がある。

[発明の概要]

そこで、本発明は、かかる問題点を解決し、表面耐食性を向上するため、溶融めっき設備でも製造可能なプレス成形性の良好な高強度鋼板の組成と金属組織の特徴を見いだしたものである。

本発明は、上記の様な問題点を解決し、プレス成形性およびめっき密着性の良好な高強度溶融亜鉛系めっき鋼板、および、該鋼板を効率よく製造する方法を提供しようとするものである。

本発明者らは、上記目的を達成できる高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および、その製造方法を提供すべく、めっき性と鋼成分との関係について鋭意検討を行い、本発明を完成させたものである。

そして、(1) 本発明のめっき密着性およびプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛系めっき鋼板は、(a) 質量%で、

C : 0.05~0.2%、

Si : 0.2~2.0%、

Mn : 0.2~2.5%、および、

Al : 0.01~1.5%、

を含有し、かつ、SiとAlの関係が、

$$0.4(\%) \leq \text{Si} + 0.8\text{Al}(\%) \leq 2.0\%$$

を満足し、かつ、

(i) Snを、0.003～1.0%、

(ii) Sb、Bi、Seの1種以上を、合計で0.005～1.0%、

(iii) Be、Mg、Ca、Zrの1種以上を、合計で0.005～1.0%、
および

(iv) Sc、Y、La、Ceの1種以上を、合計で0.005～1.0%
からなる群より選択される少なくとも一つ以上を含み、残部Feおよび不可避免的
不純物からなり、鋼組織中、残留オーステナイトの体積率が2～20%を満足す
る鋼板基材と、

(b) 該鋼板基材上に形成される、Znめっき層と
を含んでなるものである。

(2) 本発明の好ましい態様によれば、前記鋼板基材が、質量%で、Ni：2.0%以下、Cu：2.0%以下、Co：0.3%未満のうちの少なくとも1種以上をさらに含んでなるのが好ましい。

(3) 本発明の好ましい態様によれば、前記鋼板基材が、質量%で、Mo：0.5%未満、Cr：1.0%未満、V：0.3%未満、Ti：0.06%未満、Nb：0.06%未満、B：0.01%未満のうちの少なくとも1種以上をさらに含んでなるのが好ましい。

(4) 本発明の好ましい態様によれば、前記Znめっき層が、Zn：80～91%、Fe：8～15%、および、Al：1%以下を含んでなるZn合金めっき層であるのが好ましい。

(5) 本発明の好ましい態様によれば、前記Znめっき層が、Zn：80%以上、および、Al：1%以下を含んでなるZn金属めっき層であるのが好ましい。

(6) 前記Zn合金めっき層を有する本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法は、

前記鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍した後、

2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、溶融亜鉛合金めっきを施し、その後、

450～600℃の温度域で5秒～2分保持してから5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することを含んでなる。

(7) また、前記Zn合金めっき層を有する本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板の他の製造方法は、

前記鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍し、その後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、該温度域で10分以下保持した後、溶融亜鉛合金めっきを施し、その後、

450～600℃の範囲の温度域で5秒～2分保持し、次いで、5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することを含んでなる。

(8) 前記Zn金属めっき層を有する本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法は、

前記鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍し、その後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、溶融亜鉛金属めっきを施し、その後、

5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することを含んでなる。

(9) また、前記Zn金属めっき層を有する本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板の他の製造方法は、

前記鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍し、その後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、該温度域で1

0分以下保持した後、溶融亜鉛金属めっきを施し、その後、

5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却すること

を含んでなる。

[発明の具体的説明]

(a) 鋼板基材

本発明における鋼板基材の成分組成の限定は、プレス成形性およびめっき密着性の良好な高強度溶融亜鉛系めっき鋼板（高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板、および、高強度溶融亜鉛めっき鋼板）を得るためのものであり、その限定理由は、以下に詳細に説明するとおりである。

基本成分

Cは、オーステナイト安定化元素であり、二相共存温度域およびベイナイト変態温度域でフェライト中から移動し、オーステナイト中に濃化する。その結果、化学的に安定化されたオーステナイトが、室温まで冷却後も、2～20%残留し、変態誘起塑性により成形性を良好にする。Cが0.05%未満であると、2%以上の残留オーステナイトを確保するのが困難であり、目的を達せられない。また、Cが0.2%を超えることは、溶接性を悪化させるので避けなければならない。

Siは、セメンタイトに固溶せず、その析出を抑制することにより、350～600℃におけるオーステナイトからの変態を遅らせる。この間に、オーステナイト中へのCの濃化が促進されるので、オーステナイトの化学的安定性が高まり、変態誘起塑性を起こし、成形性を良好とするのに貢献する残留オーステナイトの確保を可能にする。Siが0.2%未満であると、Siの効果が見いだせない。一方、Si濃度を高くすると、めっき性が悪化するので、2.0%以下にする必要がある。

Mnは、オーステナイト形成元素であり、また、二相共存温度域での焼鈍後、350～600℃に冷却する途上で、オーステナイトがパーライトへ分解するのを防ぐので、室温まで冷却した後の金属組織に、残留オーステナイトが含まれるように作用する。Mnが0.2%未満であると、パーライトへの分解を抑えるのに、工業的な制御ができない程に冷却速度を大きくする必要があり、適当ではない。一方、Mnが2.5%を超えると、バンド組織が顕著になり、特性を劣化させるし、また、スポット溶接部がナゲット内で破断し易くなり好ましくない。更

に、Mn濃度を高くすると、めっき性も劣化する。

Alは、脱酸材として用いられると同時に、Siと同じように、セメンタイトに固溶せず、350～600℃での保持に際して、セメンタイトの析出を抑制し、変態の進行を遅らせる。しかし、Siよりもフェライト形成能が強いので、変態開始が早くなり、ごく短時間の保持でも、二相共存温度域での焼鈍時よりオーステナイト中にCが濃化し、化学的安定性が高まるので、室温まで冷却後の金属組織中に、成形性を悪化させるマルテンサイトは僅かしか存在しないことになる。このため、Siと共存すると、350～600℃での保持条件による強度や伸びの変化が小さくなり、高強度で良好なプレス成形性を得易くなる。そのため、Alは0.01%以上の添加が必要であり、0.1%以上の添加が望ましい。また、Alは、Siと共に、「 $Si + 0.8Al$ 」が0.4%以上になるように添加しなければならない。一方、Alが1.5%を超えると、Siと同様に、めっき密着性を劣化させるので、避けなければならない。また、めっき密着性を確保するためには、Siと共に、「 $Si + 0.8Al$ 」が2.0%以下になるように添加しなければならない。

選択的基本成分

Sn、Sb、Bi、Se、Be、Mg、Ca、Zr、Sc、Y、La、および、Ceは、本発明において最も重要な元素である。これら元素の1種以上を添加することにより、溶融亜鉛めっき濡れ性、および、めっき密着性を向上させることができ、めっき性と成形性に優れた鋼板を製造することが可能になる。

SiやAlを含む鋼板では、連続溶融亜鉛めっきラインでめっき鋼板を製造する場合、鋼板表面にSiやAlの酸化物が生成し、めっき密着性が低下するが、上記元素の1種以上を添加することにより、めっき性を向上させることができる。

本発明の好ましい態様によれば、Snを0.003～1.0%添加するのが好ましい。SiやAlを含む鋼板では、連続溶融亜鉛めっきラインでめっき鋼板を製造する場合、鋼板表面にSiやAlの酸化物が形成され、該酸化物がめっき密着性を低下させるが、SnはFeよりも酸化し難い元素であると同時に、表面に偏析しやすい元素であるので、鋼板表層に濃化し、SiやAlの酸化物の生成を抑制することでめっき密着性の低下を防止する。Snが0.003%未満では、

本発明鋼において十分なめっき密着性を得ることができない。上記効果をより発揮させるためには、0.005%以上の添加が望ましい。更に、望ましくは、Snを0.008%以上添加する。一方、Snを1.0%を超えて添加すると、熱間圧延時に割れが発生してしまい、良好なめっき外観を確保できない。めっき外観をより良好なものとするためには、0.5%以下の添加が望ましい。

本発明の別の好ましい態様によれば、Sb、Bi、Seの1種以上を、合計で0.005～1.0%添加するのが好ましい。Sb、Bi、Seは、表面偏析し易いため、鋼板表層に濃化し、SiやAlの酸化物生成を抑制する結果、高Siおよび／または高Al鋼であっても、めっき密着性の低下を防止することができる。この効果は、Sb、Bi、Seの1種以上を添加することで生じ、Sb、Bi、Seの合計が、0.005%以上であると、十分なめっき密着性を得ることができる。この効果を十分に得るためには、これら元素の2種以上を、0.008%以上添加することが望ましい。また、Sb、Bi、Seの1種以上の合計を、1.0%を超えて高くすると、これら元素の表面偏析量が多すぎることになり、その結果、良好なめっき外観性を確保することができない。めっき外観を良好に維持するためには、Sb、Bi、Seの1種以上の合計は0.5%以下が望ましい。

なお、As、Te、Po、Geも、Sb、Bi、Seと同様に、めっき性を向上させることが可能な元素であるが、毒性元素であることや、コストが非常に高いため、本発明においては、添加の対象外とした。

本発明の別の好ましい態様によれば、Be、Mg、Ca、Zrの1種以上を、合計で0.005～1.0%添加するのが好ましい。Be、Mg、Ca、Zrは、酸化物を非常に形成し易い元素であるので、高Siおよび／または高Al鋼のめっき性を劣化させるSi酸化物および／またはAl酸化物の生成を抑制し、その結果、めっき性を改善する。この効果は、Be、Mg、Ca、Zrの1種以上を添加することで生じ、Be、Mg、Ca、Zrの1種以上の合計が0.005%以上で、十分なめっき密着性を得ることができる。この効果を十分に得るためには、これら元素の2種以上を、0.008%以上添加することが望ましい。また、Be、Mg、Ca、Zrの1種以上の合計を、1.0%を超えて高くす

ると、これら元素の酸化物形成量が多くなり、その結果、良好なめっき外観性を確保することができない。

本発明の別の好ましい態様によれば、Sc、Y、La、Ceの1種以上を、合計で0.005～1.0%添加するのが好ましい。Sc、Y、La、Ceも、酸化物を形成し易い元素であるので、高Siおよび／または高Al鋼のめっき性を劣化させるSi酸化物および／またはAl酸化物の生成を抑制し、その結果、めっき性を改善する。更に、Sc、Y、La、Ceは、酸化時に、鋼板表面の凹凸を激しくする作用をなし、その結果、めっき密着性を向上させる。この効果は、Sc、Y、La、Ceの1種以上を添加することで生じ、Sc、Y、La、Ceの1種以上の合計が0.005%以上で、十分なめっき密着性を得ることができる。この効果を十分に得るためには、これら元素の2種以上を、合計で0.008%以上添加することが望ましい。また、Sc、Y、La、Ceの1種以上の合計を1.0%を超えて高くすると、これら元素の酸化物形成量が多くなり、その結果、良好なめっき外観性を確保することができない。

なお、Nd、Gd、Dy等の希土類元素も、Sc、Y、La、Ceと同様に、めっき性を向上させることが可能な元素であるが、コストが非常に高いので、本発明においては、添加の対象外とした。

さらに、それぞれ別の効果を奏する、(i) Sn、(ii) Sb、Bi、Seの1種以上、(iii) Be、Mg、Ca、Zrの1種以上、および(iv) Sc、Y、La、Ceの1種以上、からなる群より選択される2以上を複合して添加することにより、さらに良好なめっき性を確保することができる。

これら元素の1種以上の合計が0.005%以上で、十分なめっき密着性を得ることができる。更に、これら元素の1種以上の合計が1.0%を超えて高くなると、良好なめっき外観性を確保することができない。

任意成分

本発明の鋼板は以上の元素を基本成分とするが、これらの元素およびFe以外に、例えば、オーステナイト生成元素であると同時に強度およびめっき密着性を向上させるNi、Cu、Coのうちの少なくとも1種以上、を添加してもよいし、また、焼入れ性向上元素であるMo、Cr、V、B、Ti、Nb、Bのうちの少

なくとも1種以上((a)成分群)、および/または、介在物を減少させるREM、Ca、Zr、Mgのうちの少なくとも1種以上((b)成分群)を、上記基本成分に、または、上記Ni、Cu、Coのうちの少なくとも1種以上とともに、上記基本成分に添加してもよい。

以下に、上記元素の量を限定する理由を詳細に説明する。

Ni、Cu、Coは、Snと同様にFeよりも酸化し難い元素であるので、焼鈍時に表面に濃化し、めっき密着性を阻害するSi、Al等の酸化物の生成を抑制する。また、Ni、Cu、Coは、Mnと同じようにオーステナイト生成元素であると同時に、Si、Alと同様に、セメンタイトに固溶しないので、350～600℃での保持に際してセメンタイトの析出を抑制し、変態の進行を遅らせる。そのため、Ni、Cu、Coを1種以上添加することでさらに良好な鋼板を得ることができる。Niを2.0%を超えて添加しても効果が飽和するので、上限を2.0%とした。また、Cuを2.0%を超えて添加すると、Cu析出物が生成して材質が悪化するので、上限を2.0%とした。また、Coは高価な金属であるので、上限を0.3%未満とした。なお、SnとCuを複合添加する場合には、Sn、Cuによる熱間割れを防止する観点から、「 $Sn(\%) + Cu(\%) < 3 \times Ni(\%)$ 」とすることが望ましい。

Mo、Cr、V、Ti、Nb、Bは、強度を上げる元素であり、REM、Ca、Zr、Mgは、鋼中Sと結びつき介在物を減少させることで良好な伸びを確保する元素であり、好ましくは、Mo:0.5%未満、Cr:1.0%未満、V:0.3%未満、Ti:0.06%未満、Nb:0.06%未満、B:0.01%未満である。これら元素の効果は上記上限で飽和し、また、上記上限を超える添加はコストが高くなるので、これら元素を添加する場合は、上記上限以下の範囲とする。

また、鋼成分として、P、S、N、O、その他、一般鋼に対して不可避免的に混入する元素を含有しても、何ら本発明の効果が損なわれるものではない。

さらに、本発明のめっき鋼板においては、上記元素や、不可避免の不純物の他に、通常、鋼中に付随的に存在する元素を、付随的成分として、めっき鋼板の特性を阻害しない量の範囲で含有していてもよい。

最終製品としての本発明鋼板の延性は、製品中に含まれる残留オーステナイトの体積率に左右される。金属組織に含まれる残留オーステナイトは、変形を受けない時は安定に存在するが、変形が加えられるとマルテンサイトに変態し、変態誘起塑性を呈するので、金属組織中に残留オーステナイトを含む鋼板においては、良好な成形性が高強度で得られる。

残留オーステナイトの体積率が2%未満では、上記効果が明確に認められない。一方、残留オーステナイトが体積率20%を超えて存在すると、極度に厳しい成形を施した場合、プレス成形した状態で多量のマルテンサイトが存在する可能性があり、その結果、二次加工性や衝撃性に問題を生じることがあるので、本発明では残留オーステナイトの体積率を20%以下とした。

最終製品としての本発明鋼板の延性は、最終製品としての鋼板中に含まれる残留オーステナイトの体積率に左右される。金属組織中に残る残留オーステナイトは、変形を受けていない時は安定に存在するが、変形が加えられると、マルテンサイトに変態し、変態誘起塑性を呈するので、高強度の下で、良好な成形性を得ることができる。

残留オーステナイトの体積率が2%未満であると、明確な成形性向上効果が認められない。一方、残留オーステナイトの体積率が20%を超すと、極度に厳しい成形を施した場合、成形され状態で多量のマルテンサイトが存在する可能性があり、このマルテンサイトの存在は、二次加工性や衝撃性において問題を引き起こすことがあるので、本発明では、残留オーステナイトの体積率を20%以下とした。

(b) Znめっき層

本発明鋼板は、鋼板の上に、Znめっき層を有している。本発明のZnめっき層は、Zn金属めっき層およびZn合金めっき層のいずれであってもよい。このZn金属めっき層およびZn合金めっき層について、以下に詳細に説明する。

Zn金属めっき層は、Zn：80%以上、Al：1%以下と、残部Znおよび不可避的不純物を含むものである。Znめっき層中のZnを80%以上としたのは、Znが80%未満であると、硬質なめっき層となり、成形時に、めっきが割

れてしまうからである。また、Znめっき層中のAlを1%以下としたのは、Alが1%を超えると、めっき中に偏析したAlが局部電池を構成し、耐食性を劣化させるからである。

Zn合金めっき層は、特にスポット溶接性を向上させるために有効であり、Zn：80～91%、Fe：8～15%、Al：1%以下と、残部Znおよび不可避免的不純物を含むものである。めっき層中のZnを80%以上としたのは、Znが80%未満であると、めっき層が硬質なものとなり、成形時に、めっきが割れてしまうからである。また、めっき層中のZnを91%以下としたのは、Znを91%を超えて高くすると、スポット溶接性が劣化してしまい、本発明の目的を達することができないからである。

また、めっき層中のFeを8%以上としたのは、Feが8%未満であると、化成処理性（リン酸塩処理）、塗膜密着性を確保できなくなるからである。また、めっき層中のFeを15%以下としたのは、Feが15%を超えると、過合金となり、加工部のめっき密着性が劣化するからである。

また、めっき層中のAlを1%以下としたのは、Alが1%を超えると、めっき中に偏析したAlが局部電池を構成し、鋼板の耐食性が劣化するからである。

本発明鋼板におけるZn金属めっき層およびZn合金めっき層については、以上のとおりであるが、その他不可避不純物として、Mn、Pb、Sb、Ca、Mg等の元素を含んでもよい。また、付随的成分として、その他の元素を微量含有してもよい。

また、Zn金属めっき層およびZn合金めっき層の厚みについては、特に、制約は設けないが、耐食性を確保する観点から0.1 μ m以上、加工性を確保する観点から15 μ m以下であることが望ましい。

製造方法

次に、本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板（溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛系めっき鋼板）の製造方法について説明する。

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、上記のような成分組成の冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍し、その後、2～200℃/sの

冷却速度で350～500℃まで冷却し、必要に応じ、更に、該温度域で10分以下保持した後、溶融亜鉛金属めっきを施し、その後、5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより得られるものである。

また、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、上記のような成分組成の冷延鋼板を650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍し、その後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、必要に応じ、更に、該温度域で10分以下保持した後、溶融亜鉛合金めっきを施し、その後、450～600℃の温度域で5秒～2分保持し、次いで、5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより得られるものである。

冷間圧延後の冷延鋼板の連続焼鈍では、まず、〔フェライト+オーステナイト〕の2相組織とするために、該冷延鋼板を A_{c1} 変態点以上 A_{c3} 変態点以下の温度域に加熱する。この時に、加熱温度が650℃未満であると、セメンタイトが再固溶するのに時間がかかり過ぎ、オーステナイトの存在量もわずかになるので、加熱温度の下限は650℃とした。

一方、加熱温度が高すぎると、オーステナイトの体積率が大きくなり過ぎて、オーステナイト中のC濃度が低下するので、加熱温度の上限は900℃とした。この温度域での保持時間が短すぎると、未溶解炭化物が存在する可能性が高く、オーステナイトの存在量が少なくなる。また、保持時間を長くすると、結晶粒が粗大になり、その結果、最終的に残存するオーステナイト量が少なくなって、強度-延性バランスが悪くなる。よって、本発明では保持時間を10秒～6分とした。

均熱後は、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却する。これは、二相域に加熱して生成させたオーステナイトをパーライトに変態させることなくベイナイト変態域に持ち越し、引き続き処理により、室温では残留オーステナイトとベイナイトとし、所定の特性を得ることを目的とする。この時の冷却速度が2℃/s未満では、冷却中にオーステナイトの大部分がパーライト変態をしてしまい、残留オーステナイトが確保されないことになる。また、冷却速度が

200℃/sを超えると、冷却終点温度が幅方向、長手方向で大きくずれて、均一な鋼板を製造することができなくなる。

二相域からの冷却終点温度は溶融亜鉛めっき性の観点から求まる。溶融亜鉛めっき時の温度が低いと、めっき濡れ性が低下し、めっき密着性が劣化する。また、溶融亜鉛めっき時の温度が高くなると、めっき浴中でFeとZnの合金化反応が進行し、めっき中のFeの濃度が高くなる。よって、本発明では二相域からの冷却終点温度、かつ、溶融亜鉛めっきを行う温度は350℃～500℃とした。

また、溶融亜鉛めっきを施す前に、必要に応じて、350～500℃の温度域で10分以下保持する。溶融亜鉛Znめっき前に温度保持をすることでベイナイト変態を進行させ、Cの濃縮した残留オーステナイトを安定化させることができ、より安定して強度、伸びの両立した鋼板を製造することができる。

2相域からの冷却終点温度が500℃を超えると、その後の温度保持でオーステナイトの炭化物への分解が起こり、オーステナイトが残存し難くなる。また、冷却終点温度が350℃未満になると、オーステナイトの大半がマルテンサイトに変態し、高強度にはなるもののプレス成形性が悪化する傾向となり、また、Znめっき時に鋼板温度を上げる必要がでてきて、熱エネルギーの点で非効率となる。

従って、温度保持する場合の温度は350～500℃とする。保持時間が10分を超えると、Znめっき後の加熱で炭化物析出と未変態オーステナイトが消失し、その結果、強度とプレス成形性の両方が劣化する傾向にあるので、温度保持を行う場合には、保持時間を10分以下とする。

溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、溶融亜鉛金属めっき後、5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却する。ここで、Znめっき時にベイナイト変態を進行させ、炭化物をほとんど含まないベイナイト、その部分から掃き出されたCが濃化しMs点が室温以下に低下した残留オーステナイトおよび、二相域加熱中に清浄化が進んだフェライトが混在した組織を現出させる。この組織が、高強度と成形性を両立させている。

そのため、温度保持後の冷却速度を5℃未満としたり、冷却終点温度を250℃超とすると、冷却中にCの濃化したオーステナイトも炭化物を析出してベイナイトに分解するので、変態誘起塑性により加工性を改善する残留オーステナイトの量が減少してしまい、本発明の目的を達し得ない。残留オーステナイトをより

多く残存させるためには、溶融亜鉛金属めっき後の保持温度を $350^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ とし、保持時間を5分以内とすることが望ましい。

また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、溶融亜鉛合金めっき後、 $450^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度域で5秒～2分保持し、その後、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で 250°C 以下に冷却する。この条件は、FeとZnの合金化反応と、鋼板組織適正化の観点から決定される。

本発明鋼では、SiやAlを含んでいて、オーステナイトからベイナイトへの変態が二段階に分離することを活用し、炭化物をほとんど含まないベイナイト、その部分から掃き出されたCが濃化しMs点が室温以下に低下した残留オーステナイト、および、二相域加熱中に清浄化が進んだフェライトが混在した組織を現出させ、高強度と成形性を両立させている。保持温度が 600°C を超えるとパーライトが生成して残留オーステナイトが含まれなくなり、また、合金化反応が進みすぎ、めっき中のFe濃度が12%を超えてしまう。

一方、加熱温度が 450°C 以下になると、めっきの合金化反応速度が遅くなり、めっき中のFe濃度が低くなる。

また、保持時間が5秒以下では、ベイナイトが十分に生成せず、未変態のオーステナイト中へのC濃化も不十分となり、冷却中にマルテンサイトが生成し成形性が劣化し、同時に、めっきの合金化反応が不十分になる。

また、保持時間が2分以上になると、めっきの過合金化が生じ、成形時にめっき剥離などが生じやすくなる。さらに、保持後の冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満としたり、冷却終点温度を 250°C 超とすると、ベイナイト変態がさらに進み、前段の反応でCの濃化したオーステナイトも炭化物を析出してベイナイトに分解し、変態誘起塑性により加工性を改善する残留オーステナイトの量が減少してしまうので、本発明の目的を達し得ない。

溶融亜鉛めっき温度は、めっき浴の融点以上 500°C 以下が望ましい。これは、 500°C を超えるとめっき浴からの蒸気が多くなり操業性が悪化するからである。また、めっき後の保持温度までの加熱速度については特に制限する必要はないが、めっき組織や金属組織の観点から $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上が望ましい。

なお、以上説明した工程における各温度、冷却温度は規定の範囲内であれば一

定である必要はなく、その範囲内で変動しても、最終製品の特性は劣化しないし、かえって向上する場合もある。また、本発明で用いる素材は、通常の製鉄工程の精錬、鑄造、熱延、冷延工程を経て製造したものであるが、その一部あるいは全部を省略して製造したものであっても問題はない。また、上記工程の各条件についても特に制限されるものではない。

また、めっき密着性をさらに向上させるために、焼鈍前に、鋼板にNi、Cu、Co、Feの単独あるいは複合めっきを施してもよい。さらに、めっき密着性を向上させるために、鋼板焼鈍時の雰囲気を選定、調節してもよい。例えば、雰囲気中で、初め鋼板表面を酸化させ、その後還元することにより、めっき前の鋼板表面の清浄化を行ってもよい。さらに、めっき密着性を改善するために、焼鈍前に鋼板を酸洗し、あるいは、研削して鋼板表面の酸化物を取り除いても、本発明の趣旨を損なうものではない。これら処理をすることで、めっき密着性だけでなく合金化も促進される。

以上説明したように、本発明によれば、プレス成形性およびめっき密着性の良好な高強度溶融亜鉛系めっき鋼板を、効率よく製造し、自動車、建築、電気等の部材、その他の用途に供することができる。

[実 施 例]

本発明を以下の実施例によってさらに詳細に説明するが、本発明はこれら実施例に限定されるものではない。

実施例A 1

表A 1に成分組成を示した鋼を1250℃に再加熱し、その後、900℃で仕上げ圧延をし、650℃で捲取り、板厚4mmの熱間圧延鋼板を作製した。熱間圧延鋼板の表面スケールを塩酸で除去した後に、板厚1.4mmまで冷間圧延を行った。この冷間圧延鋼板を、表A 2および表A 3（表A 2の続き）に示す条件で焼鈍、めっきを行い、その後、0.5%で調質圧延した。製造した鋼板は、下記に示す「引張り試験」、「残留オーステナイト測定試験」、「溶接試験」、「めっき外観」、「めっき密着性」および「めっき層中濃度測定」の試験を行っ

た。なお、めっき付着量が片面 50 g/m^2 になるように両面ともめっきした。

「引張り試験」は、C方向にJIS 5号引張り試験片を採取し、ゲージ厚さ 50 mm 、引張速度 10 mm/min で、常温引張り試験を行った。

「残留オーステナイト測定試験」は、表層より板厚の $1/4$ 内層を化学研磨した後、Mo管球を用いたX線回折で、 $\alpha\text{-Fe}$ と $\gamma\text{-Fe}$ の強度から求める5ピーク法と呼ばれる方法で行った。

「溶接試験」は、溶接電流： 10 kA 、加圧力： 220 kg 、溶接時間： 12 サイクル、電極径： 6 mm 、電極形状：ドーム型、先端 $6\phi-40\text{R}$ の溶接条件でスポット溶接を行い、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ (t ：板厚) を切った時点までの連続打点数を評価した。評価基準は、○：連続打点 1000 点超、△：連続打点 $500 \sim 1000$ 点、×：連続打点 500 点未満とした。ここでは、○を合格とし、△・×は不合格とした。

「めっき外観」は、めっき鋼板の外観から不めっき発生状況を目視判定し、下記の基準に従い評価した。○： 5 個/dm^2 以下、△： $6 \sim 15 \text{ 個/dm}^2$ 、×： 16 個/dm^2 以上。ここでは、○を合格とし、△・×は不合格とした。

「めっき密着性」は、めっき鋼板の 60 度V曲げ試験を実施した後、テープテストを行い、以下の基準に従い評価した。

テープテスト黒化度 (%)

評価：◎ … $0 \sim 10$

評価：○ … $10 \sim 20$ 未満

評価：△ … $20 \sim 30$ 未満

評価：× … 30 以上

(◎と○が合格、△・×は不合格)

「めっき層中濃度測定」は、アミン系インヒビターを入れた 5% 塩酸でめっき層を溶かした後、ICP発光分析法で測定した。

性能評価試験結果を表A4および表A5 (表A4の続き) に示す。発明例である試料1～13は、いずれも、引張強度が 550 MPa 以上でありながら、全伸びも 30% 以上であり、高強度とプレス成形性の良好さを両立していると同時に、めっき密着性も満足している。

これに対し、比較例である試料 1 4 では、C 濃度が低いため、同試料 1 5 では C 濃度が高いため、同試料 1 6 では S i 濃度が低いため、同試料 1 7 では S i 濃度が高いため、同試料 1 8 および 1 9 では S i と A l の関係が満たされていないため、同試料 2 0 では M n が低いため、同試料 2 1 では M n 濃度が高いため、同試料 2 2 では A l 濃度が高いため、同試料 2 3 では S n 濃度が低いために、本発明の目的を達成し得ない。

また、本発明鋼であっても、処理条件の一つが、本発明で規定する範囲からはずれていると、比較例である試料 2 4 ～ 4 8 のように強度－延性バランスか、または、めっき密着性が悪くなり、本発明の目的を達成し得ない。

表 A 1

鋼	成分組成 (質量%)												備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Sn	Ni	Cu	Co	その他	Si+0.8Al	
a	0.08	1.21	1.55	0.004	0.005	0.25	0.056	0.02	0.01	—	—	1.41	発明例
b	0.12	0.24	2.21	0.014	0.003	0.73	0.015	0.05	0.04	0.02	Mo:0.11, Ca:0.02	0.824	発明例
c	0.16	1.30	1.40	0.008	0.004	0.02	0.720	0.03	0.20	—	Cr:0.22	1.316	発明例
d	0.13	0.65	1.00	0.009	0.006	0.74	0.132	0.87	1.30	—	Sb:0.12	1.242	発明例
e	0.04	1.30	2.40	0.015	0.002	0.21	0.082	0.06	0.02	—	Ce (REM): 0.002, Nb:0.03	1.468	発明例
f	0.07	0.34	0.90	0.012	0.012	0.65	0.008	1.60	0.20	0.23	Ti:0.02, Zr:0.05	0.86	発明例
g	0.17	1.70	1.50	0.005	0.008	0.23	0.432	0.20	0.10	—	Mg:0.003	1.884	発明例
h	0.09	0.82	1.40	0.005	0.004	0.34	0.187	0.67	0.92	—	—	1.092	発明例
i	0.11	0.46	1.60	0.012	0.011	0.95	0.861	0.11	0.02	—	Y (REM): 0.07, Ca:0.01	1.22	発明例
j	0.07	1.12	1.30	0.004	0.005	0.02	0.006	1.12	0.65	0.01	—	1.136	発明例
k	0.18	0.93	1.6	0.008	0.009	0.14	0.229	0.23	0.06	0.01	Mo:0.04, Ti:0.01, Mg:0.02	1.042	発明例
l	0.08	0.82	1.70	0.004	0.005	0.13	0.046	0.02	0.01	0.02	—	0.924	発明例
m	0.17	1.40	1.70	0.005	0.008	0.23	0.079	0.20	0.10	—	Mg:0.02	1.584	発明例
n	0.01	0.34	1.03	0.003	0.005	0.55	0.028	0.01	0.03	—	—	0.78	比較例
o	0.22	0.62	1.82	0.013	0.002	0.22	0.102	0.02	0.02	—	Bi:0.05	0.796	比較例
p	0.13	0.13	1.34	0.007	0.003	0.39	0.043	0.02	0.02	0.12	Ge (REM): 0.2	0.442	比較例
q	0.16	1.92	0.97	0.008	0.002	0.24	0.081	1.20	0.10	—	—	2.112	比較例
r	0.15	*0.22	0.58	0.004	0.007	*0.12	0.210	0.02	0.23	0.04	V:0.01, Zr:0.02	0.316	比較例
s	0.12	*1.55	1.52	0.005	0.003	*0.73	0.192	0.08	0.13	—	—	2.134	比較例
t	0.06	0.36	0.18	0.008	0.003	0.22	0.062	0.66	0.22	—	Sb:0.22, Ca:0.21	0.536	比較例
u	0.14	0.73	2.65	0.009	0.005	0.54	0.009	0.23	0.15	—	Cr:0.23, Mo:0.09	1.162	比較例
v	0.12	0.54	0.85	0.005	0.006	1.63	0.008	0.01	1.10	0.12	—	1.844	比較例
w	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0.32	0.03	—	Ti:0.03, Nb:0.03	0.876	比較例

(注) 印は、本発明で規定する範囲から外れていることを示す。*印は、本発明で規定するAlとSiの関係を満たしていないことを示す。—印は、成分を含有していないことを示す。

表 A 2

試料	鋼	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 時間 (sec)	冷却 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前 保持温度 (°C)	保持 時間 (s)	めっき 温度 (°C)	めっき 浴中 Al (%)	合金化 温度 (°C)	合金化 時間 (sec)	冷却 速度 (°C/s)	冷却 温度 (°C)	備考
1	a	800	150	10	400	400~450°C	60	450	0.11	500	25	10	180	GA
2	b	750	90	20	400	—	—	450	0.14	520	30	15	150	GA
3	c	800	100	40	420	360~400°C	420	470	0.16	—	—	10	180	GI
4	d	750	90	150	380	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
5	e	780	150	3	370	350~380°C	300	440	0.12	—	—	10	180	GI
6	f	800	90	20	480	—	—	450	0.15	—	—	10	180	GI
7	g	750	200	20	410	—	—	450	0.15	500	30	10	180	GA
8	h	850	85	7	440	400~470°C	40	450	0.20	500	25	10	180	GA
9	i	750	150	10	360	360~440°C	200	450	0.11	—	—	10	180	GI
10	j	800	90	20	480	400~500°C	100	450	0.15	500	25	10	180	GA
11	k	750	110	5	440	—	—	450	0.20	500	30	10	180	GA
12	l	700	120	10	400	360~440°C	60	450	0.18	550	10	10	180	GA
13	m	800	200	15	430	—	—	460	0.20	—	—	10	200	GI
14	n	830	90	20	410	400~470°C	30	450	0.15	—	—	10	180	GI
15	o	800	120	6	420	—	—	460	0.14	520	15	10	180	GA
16	p	750	110	10	370	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
17	q	820	90	20	480	430~500°C	30	450	0.09	580	30	10	180	GA
18	r	750	90	20	410	—	—	450	0.16	500	20	10	180	GA
19	s	870	150	9	440	370~440°C	300	450	0.13	500	25	10	180	GA
20	t	750	70	20	420	—	—	450	0.18	500	25	10	180	GA
21	u	830	90	10	480	400~490°C	30	450	0.17	500	25	10	180	GA
22	v	750	200	20	490	400~470°C	80	450	0.09	—	—	10	180	GI
23	w	800	120	5	400	—	—	440	0.14	—	—	10	180	GI
24	a	600	90	20	360	—	—	470	0.08	500	30	10	180	GA

(注) ① 印は、本発明で規定する範囲から外れていることを示す。ここで、めっき後の加熱速度は10°C/sで、一定とした。GAは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは、溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 A 3 (表 A 2 の続き)

試料	鋼	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 時間 (sec)	冷却 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前 保持温度 (°C)	保持 時間 (s)	めっき 温度 (°C)	めっき 浴中 Al (%)	合金化 温度 (°C)	合金化 時間 (sec)	冷却 (°C/s)	冷却 温度 (°C)	備考
25	a	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	480	50	10	180	GA
26	a	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	500	30	10	180	GA
27	a	800	400	20	410	—	—	480	0.17	500	40	20	220	GA
28	a	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	510	30	10	180	GA
29	a	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	480	50	10	180	GA
30	a	770	90	70	520	370~440°C	300	450	0.14	500	30	10	180	GA
31	a	830	150	10	420	400~490°C	650	480	0.18	500	30	10	180	GA
32	a	800	70	20	410	400~470°C	80	430	0.11	430	40	15	180	GA
33	a	750	90	25	440	370~440°C	140	480	0.16	620	20	10	100	GA
34	a	850	60	20	420	—	—	450	0.20	500	3	8	180	GA
35	a	750	90	80	480	—	—	450	0.12	500	130	10	180	GA
36	a	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	500	25	3	180	GA
37	a	750	100	20	360	—	—	450	0.08	500	30	10	300	GA
38	a	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	500	25	10	180	GA
39	a	600	90	20	360	—	—	470	0.08	—	—	10	180	GI
40	a	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	—	—	10	180	GI
41	a	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	—	—	10	180	GI
42	a	800	420	20	410	—	—	480	0.17	—	—	20	220	GI
43	a	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	—	—	10	180	GI
44	a	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	—	—	10	180	GI
45	a	830	150	10	420	400~490°C	720	480	0.18	—	—	10	180	GI
46	a	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	—	—	3	180	GI
47	a	750	100	20	360	—	—	450	0.08	—	—	10	300	GI
48	a	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	—	—	10	180	GI

(注) ①印は、本発明で規定する範囲から外れていることを示す。ここで、めっき後の加熱速度は10°C/sで、一定とした。GAは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは、溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表A 4

試料	TS (MPa)	EI (%)	残留 γ (%)	めっき中 Fe(%)	めっき中 Al(%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
1	630	36	8	10	0.22	○	◎	○	発明例
2	660	34	10	10	0.18	○	◎	○	発明例
3	720	34	13	—	0.28	○	◎	○	発明例
4	640	31	11	11	0.16	○	◎	○	発明例
5	780	30	3	—	0.18	○	◎	○	発明例
6	580	36	9	10	0.82	○	◎	○	発明例
7	840	31	15	10	0.13	○	○	○	発明例
8	640	36	8	12	0.16	○	◎	○	発明例
9	630	35	10	—	0.25	○	◎	○	発明例
10	620	36	7	10	0.17	○	◎	○	発明例
11	810	31	18	10	0.23	○	◎	○	発明例
12	610	35	4	11	0.32	○	◎	○	発明例
13	830	32	15	—	0.18	○	○	○	発明例
14	540	28	1	—	0.20	○	◎	○	比較例
15	810	25	22	10	0.21	○	◎	×	比較例
16	570	28	1	10	0.16	○	◎	○	比較例
17	710	30	8	6	0.32	×	×	○	比較例
18	550	29	1	10	0.13	○	◎	○	比較例
19	620	33	6	10	0.19	×	×	○	比較例
20	560	20	1	9	0.23	○	◎	○	比較例
21	700	34	7	10	0.28	△	△	×	比較例
22	640	33	6	—	0.32	×	×	○	比較例
23	660	33	5	—	0.28	×	×	○	比較例
24	550	24	1	10	0.41	○	◎	○	比較例

(注) __印は、本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

表 A 5 (表 A 4 の続き)

試料	TS (MPa)	El (%)	残留 γ (%)	めっき中 Fe(%)	めっき中 Al(%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
25	600	26	1	10	0.21	○	◎	○	比較例
26	620	20	1	9	0.23	○	◎	○	比較例
27	580	22	1	10	0.63	○	◎	○	比較例
28	550	26	1	10	0.27	○	◎	○	比較例
29	650	24	1	11	0.34	○	◎	○	比較例
30	610	34	6	15	0.28	○	△	○	比較例
31	600	29	1	10	0.41	○	◎	○	比較例
32	610	35	5	5	0.23	○	◎	○	比較例
33	570	29	1	15	0.23	○	△	○	比較例
34	630	35	6	7	0.23	○	◎	○	比較例
35	580	28	1	15	0.32	○	△	○	比較例
36	580	26	1	10	0.23	○	◎	○	比較例
37	560	23	1	10	0.32	○	◎	○	比較例
38	630	35	7	10	1.23	○	◎	○	比較例
39	550	24	1	10	0.41	○	◎	○	比較例
40	600	26	1	10	0.21	○	◎	○	比較例
41	620	20	1	9	0.23	○	◎	○	比較例
42	580	22	1	10	0.63	○	◎	○	比較例
43	550	26	1	10	0.27	○	◎	○	比較例
44	650	24	1	11	0.34	○	◎	○	比較例
45	600	29	1	10	0.41	○	◎	○	比較例
46	580	26	1	10	0.23	○	◎	○	比較例
47	560	23	1	10	0.32	○	◎	○	比較例
48	630	35	7	10	1.23	○	◎	○	比較例

(注) __印は、本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

実施例 B 1

表 B 1 および表 B 2（表 B 1 のつづき）に成分を示す鋼を 1 2 5 0 °C に再加熱後、9 0 0 °C で仕上げ圧延、6 5 0 °C で捲取を行うことで、4 mm の熱間圧延鋼板を作製した。熱間圧延鋼板の表面スケールを塩酸で除去した後に、1 . 4 mm まで冷間圧延を行った。この冷間圧延鋼板を、表 B 3 および表 B 4（表 B 3 のつづき）に示す条件で、焼鈍、めっきを行い、その後、0 . 5 % で調質圧延した。製造した鋼板に対して、下記に示す「引張り試験」「残留オーステナイト測定試験」「溶接試験」「めっき外観」「めっき密着性」「めっき層中濃度測定」の試験を行った。また、めっき付着量が片面 5 0 g / m² になるように、両面ともめっきした。

「引張り試験」は、C 方向に J I S 5 号引張試験片を採取し、ゲージ厚さ 5 0 mm、引張速度 1 0 mm / min で常温引張り試験を行った。

「残留オーステナイト測定試験」は、表層より板厚の 1 / 4 内層を化学研磨後、Mo 管球を用いた X 線回折で、 α -Fe と γ -Fe の強度から求める 5 ピーク法と呼ばれる方法で行った。

「溶接試験」は、溶接電流：1 0 k A、加圧力：2 2 0 k g、溶接時間：1 2 サイクル、電極径：6 mm、電極形状：ドーム型、先端 6 ϕ - 4 0 R の溶接条件でスポット溶接を行い、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ （t：板厚）を切った時点までの連続打点数を評価した。評価基準は、◎：連続打点 2 0 0 0 点超、○：連続打点 1 0 0 0 点超、△：連続打点 5 0 0 ~ 1 0 0 0 点、×：連続打点 5 0 0 点未満とした。ここでは、◎および○を合格とし、△および×は不合格とした。

「めっき外観」は、めっき鋼板の外観から不めっき発生状況を目視判定し、下記の基準に従い評価した。

○：5 個 / d m² 以下、△：6 ~ 1 5 個 / d m²、×：1 6 個 / d m² 以上。

ここでは、○を合格とし、△および×は不合格とした。

「めっき密着性」は、めっき鋼板の 6 0 度 V 曲げ試験を実施後、テープテストを行い、以下の基準に従い評価した。

テープテスト黒化度 (%)

評価：◎ ... 0 ~ 1 0

評価：○ … 10～20未満

評価：△ … 20～30未満

評価：× … 30以上

(◎および○が合格、△および×は不合格)

「めっき層中濃度測定」は、アミン系インヒビターを入れた5%塩酸でめっき層を溶かした後、ICP発光分析法で行った。

性能評価試験結果を表B5および表B6(表B5のつづき)に示す。発明例である試料1～13は、いずれも、引張強度が550MPa以上でありながら、全伸びも30%以上であり、高強度と良好なプレス成形性を両立しているとともに、めっき密着性も満足している。

これに対し、比較例である試料14ではC濃度が低いため、同試料15ではC濃度が高いため、同試料16ではSi濃度が低いため、同試料17ではSi濃度が高いため、同試料18および19ではSiとAlの関係が満たされていないため、同試料20ではMn濃度が低いため、同試料21ではMn濃度が高いため、同試料22ではAl濃度が高いため、同試料23、24および25ではSe、Bi、Sbの濃度が低いため、更に、同試料26ではSe、Bi、Sbの濃度が高いために、強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

また、成分組成が本発明で規定する範囲内の鋼板であっても、処理条件の一つが本発明で規定する範囲から外れていると、比較例である試料27～51(表B6参照)に示すように、強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

表 B 1

	成分 (質量%)												備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Sb	Bi	Se	Sb+Bi+Se	その他	Si+0.8Al	
a	0.08	1.21	1.55	0.004	0.005	0.25	0.056	0	0	0.056	—	1.41	発明例
b	0.12	0.24	2.21	0.014	0.003	0.73	0	0.050	0	0.050	Mo:0.11, Ca:0.02	0.824	発明例
c	0.16	1.30	1.40	0.008	0.004	0.02	0	0	0.022	0.022	Sn:0.05, Cr:0.22	1.316	発明例
d	0.13	0.65	1.00	0.009	0.006	0.74	0.132	0.230	0.120	0.482	Ni:0.12	1.242	発明例
e	0.04	1.30	2.40	0.015	0.002	0.21	0.082	0.060	0.020	0.162	Ce (REM):0.002, Nb:0.03	1.468	発明例
f	0.07	0.34	0.90	0.012	0.012	0.65	0.008	0.002	0.001	0.011	Ti:0.02, Zr:0.05	0.86	発明例
g	0.17	1.70	1.50	0.005	0.008	0.23	0.112	0.200	0.100	0.412	Mg:0.003	1.884	発明例
h	0.09	0.82	1.40	0.005	0.004	0.34	0.187	0	0.030	0.217	—	1.092	発明例
i	0.11	0.46	1.60	0.012	0.011	0.95	0.742	0.110	0.020	0.872	Y (REM):0.07, Ca:0.01	1.22	発明例
j	0.07	1.12	1.30	0.004	0.005	0.02	0.006	0.320	0	0.326	—	1.136	発明例
k	0.18	0.93	1.6	0.008	0.009	0.14	0.229	0.230	0.060	0.519	Mo:0.04, Ti:0.01, Mg:0.02	1.042	発明例
l	0.08	0.82	1.70	0.004	0.005	0.13	0.046	0.020	0.010	0.076	—	0.924	発明例
m	0.17	1.40	1.70	0.005	0.008	0.23	0	0.200	0.100	0.300	Mg:0.02, Co:0.05	1.584	発明例

(注) 表中__を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

なお*印はAlとSiの関係が満たされていないことを示す。

また、—は含有していないことを示す。

表 B 2 (表 B 1 の続き)

成分 (質量%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Sb	Bi	Se	Sb+Bi+Se	その他	Si+0.8Al	
n	0.01	0.34	1.03	0.003	0.005	0.55	0.028	0.010	0.030	0.068	—	0.78	比較例
o	0.22	0.62	1.82	0.013	0.002	0.22	0.102	0.020	0.020	0.142	Sn:0.05	0.796	比較例
p	0.13	0.13	1.34	0.007	0.003	0.39	0.043	0.020	0	0.063	Ce (REM):0.2	0.442	比較例
q	0.16	1.92	0.97	0.008	0.002	0.24	0.004	0.002	0.002	0.008	—	2.112	比較例
r	0.15	*0.22	0.58	0.004	0.007	*0.12	0.210	0.020	0.230	0.460	V:0.01, Zr:0.02	0.316	比較例
s	0.12	*1.55	1.52	0.005	0.003	*0.73	0.192	0.080	0.130	0.402	—	2.134	比較例
t	0.06	0.36	0.18	0.008	0.003	0.22	0.062	0.042	0.220	0.324	Cu:0.22, Ga:0.21	0.536	比較例
u	0.14	0.73	2.65	0.009	0.005	0.54	0	0.230	0.150	0.380	Cr:0.23, Mo:0.09	1.162	比較例
v	0.12	0.54	0.85	0.005	0.006	1.63	0.008	0.010	0.023	0.041	—	1.844	比較例
w	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0	0.001	Ti:0.03, Nb:0.03	0.876	比較例
x	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0	0.002	0	0.002	Ni:0.11, Mg:0.02	0.876	比較例
y	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0.001	0.002	Sn:0.04	0.876	比較例
z	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.861	0.200	0.229	1.290		0.876	比較例

(注) 表中__を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。
 なお*印はAlとSiの関係が満たされていないことを示す。
 また、—は含有していないことを示す。

表 B 3

鋼	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
1 a	800	150	10	400	400~450°C	60	450	0.11	500	25	10	180	GA
2 b	750	90	20	400	—	—	450	0.14	520	30	15	150	GA
3 c	800	100	40	420	360~400°C	420	470	0.16	—	—	10	180	GI
4 d	750	90	150	380	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
5 e	780	150	3	370	350~380°C	300	440	0.12	—	—	10	180	GI
6 f	800	90	20	480	—	—	450	0.15	—	—	10	180	GI
7 g	750	200	20	410	—	—	450	0.15	500	30	10	180	GA
8 h	850	85	7	440	400~470°C	40	450	0.20	500	25	10	180	GA
9 i	750	150	10	360	360~440°C	200	450	0.11	—	—	10	180	GI
10 j	800	90	20	480	400~500°C	100	450	0.15	500	25	10	180	GA
11 k	750	110	5	440	—	—	450	0.20	500	30	10	180	GA
12 l	700	120	10	400	360~440°C	60	450	0.18	550	10	10	180	GA
13 m	800	200	15	430	—	—	460	0.20	—	—	10	200	GI
14 n	830	90	20	410	400~470°C	30	450	0.15	—	—	10	180	GI
15 o	800	120	6	420	—	—	460	0.14	520	15	10	180	GA
16 p	750	110	10	370	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
17 q	820	90	20	480	430~500°C	30	450	0.09	580	30	10	180	GA
18 r	750	90	20	410	—	—	450	0.16	500	20	10	180	GA
19 s	870	150	9	440	370~440°C	300	450	0.13	500	25	10	180	GA
20 t	750	70	20	420	—	—	450	0.18	500	25	10	180	GA
21 u	830	90	10	480	400~480°C	30	450	0.17	500	25	10	180	GA
22 v	750	200	20	490	400~470°C	80	450	0.09	—	—	10	180	GI
23 w	800	120	5	400	—	—	440	0.14	—	—	10	180	GI
24 x	750	110	10	400	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA
25 y	800	120	5	400	400~470°C	80	440	0.14	—	—	10	180	GI
26 z	800	70	20	440	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA

(注) 表中「を付した」のは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

ここで、めっき後の加熱速度は10°C/sで一定とした。

また、GAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 B 4 (表 B 3 の続き)

鋼	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
27 a	600	90	20	360	—	—	470	0.08	500	30	10	180	GA
28 a	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	480	50	10	180	GA
29 a	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	500	30	10	180	GA
30 a	800	400	20	410	—	—	480	0.17	500	40	20	220	GA
31 a	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	510	30	10	180	GA
32 a	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	480	50	10	180	GA
33 a	770	90	70	520	370~440°C	300	450	0.14	500	30	10	180	GA
34 a	830	150	10	420	400~490°C	650	480	0.18	500	30	10	180	GA
35 a	800	70	20	410	400~470°C	80	430	0.11	430	40	15	180	GA
36 a	750	90	25	440	370~440°C	140	480	0.16	620	20	10	100	GA
37 a	850	60	20	420	—	—	450	0.20	500	3	8	180	GA
38 a	750	90	80	480	—	—	450	0.12	500	130	10	180	GA
39 a	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	500	25	3	180	GA
40 a	750	100	20	360	—	—	450	0.08	500	30	10	300	GA
41 a	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	500	25	10	180	GA
42 a	600	90	20	360	—	—	470	0.08	—	—	10	180	GI
43 a	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	—	—	10	180	GI
44 a	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	—	—	10	180	GI
45 a	800	420	20	410	—	—	480	0.17	—	—	20	220	GI
46 a	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	—	—	10	180	GI
47 a	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	—	—	10	180	GI
48 a	830	150	10	420	400~490°C	720	480	0.18	—	—	10	180	GI
49 a	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	—	—	3	180	GI
50 a	750	100	20	360	—	—	450	0.08	—	—	10	300	GI
51 a	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	—	—	10	180	GI

(注) 表中 を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

ここで、めっき後の加熱速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で一定とした。

また、GAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 B 5

	TS (MPa)	EI (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
1	630	36	8	89	10	0.22	○	◎	◎	発明例
2	660	34	10	89	10	0.18	○	◎	◎	発明例
3	720	34	13	98	—	0.28	○	◎	○	発明例
4	640	31	11	88	11	0.16	○	◎	◎	発明例
5	780	30	3	94	—	0.18	○	◎	○	発明例
6	580	36	9	89	10	0.82	○	◎	○	発明例
7	840	31	15	89	10	0.13	○	○	◎	発明例
8	640	36	8	87	12	0.16	○	◎	◎	発明例
9	630	35	10	99	—	0.25	○	◎	○	発明例
10	620	36	7	89	10	0.17	○	◎	◎	発明例
11	810	31	18	89	10	0.23	○	◎	◎	発明例
12	610	35	4	88	11	0.32	○	◎	◎	発明例
13	830	32	15	99	—	0.18	○	○	○	発明例
14	540	28	1	93	—	0.20	○	◎	○	比較例
15	810	25	22	89	10	0.21	○	◎	×	比較例
16	570	28	1	89	10	0.16	○	◎	◎	比較例
17	710	30	8	93	6	0.32	×	×	○	比較例
18	550	29	1	89	10	0.13	○	◎	◎	比較例
19	620	33	6	89	10	0.19	×	×	○	比較例
20	560	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
21	700	34	7	89	10	0.28	△	△	×	比較例
22	640	33	6	99	—	0.32	×	×	○	比較例
23	660	33	5	94	—	0.28	×	×	○	比較例
24	650	33	4	90	9	0.32	×	×	○	比較例
25	665	33	5	96	—	0.29	×	×	○	比較例
26	670	32	5	88	11	0.33	×	◎	○	比較例

(注) 表中_を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

表B 6 (表B 5の続き)

	TS (MPa)	EI (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
27	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
28	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	◎	比較例
29	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
30	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	◎	比較例
31	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	◎	比較例
32	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	◎	比較例
33	610	34	6	84	15	0.28	○	△	○	比較例
34	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
35	610	35	5	94	5	0.23	○	◎	○	比較例
36	570	29	1	84	15	0.23	○	△	○	比較例
37	630	35	6	92	7	0.23	○	◎	○	比較例
38	580	28	1	84	15	0.32	○	△	○	比較例
39	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	◎	比較例
40	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	◎	比較例
41	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例
42	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
43	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	○	比較例
44	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	○	比較例
45	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	○	比較例
46	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	○	比較例
47	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	○	比較例
48	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
49	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	○	比較例
50	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	○	比較例
51	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例

(注) 表中_を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

実施例 B 2

表 B 7 および表 B 8 (表 B 7 のつづき) に成分を示す鋼を 1 2 5 0 °C に再加熱後、9 0 0 °C で仕上げ圧延、6 5 0 °C で捲取を行うことで、4 mm の熱間圧延鋼板を作製した。熱間圧延鋼板の表面スケールを塩酸で除去した後に、1. 4 mm まで冷間圧延を行った。この冷間圧延鋼板を、表 B 9 および表 B 1 0 (表 B 9 のつづき) に示す条件で焼鈍、めっきを行い、その後、0. 5 % で調質圧延した。製造した鋼板に対し、下記に示す「引張り試験」「残留オーステナイト測定試験」「溶接試験」「めっき外観」「めっき密着性」および「めっき層中濃度測定」の試験を行った。また、めっき付着量が片面 5 0 g / m² になるように、両面ともめっきした。

「引張り試験」は、C 方向に J I S 5 号引張試験片を採取し、ゲージ厚さ 5 0 mm、引張速度 1 0 mm / min で、常温引張り試験を行った。

「残留オーステナイト測定試験」は、表層より板厚の 1 / 4 内層を化学研磨後、Mo 管球を用いた X 線回折で、 α -Fe と γ -Fe の強度から求める 5 ピーク法と呼ばれる方法で行った。

「溶接試験」は、溶接電流 : 1 0 k A、加圧力 : 2 2 0 k g、溶接時間 : 1 2 サイクル、電極径 : 6 mm、電極形状 : ドーム型、先端 6 ϕ - 4 0 R の溶接条件でスポット溶接を行い、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ (t : 板厚) を切った時点までの連続打点数を評価した。評価基準は、◎ : 連続打点 2 0 0 0 点超、○ : 連続打点 1 0 0 0 点超、△ : 連続打点 5 0 0 ~ 1 0 0 0 点、× : 連続打点 5 0 0 点未満とした。ここでは、◎ および ○ を合格とし、△ および × は不合格とした。

「めっき外観」は、めっき鋼板の外観から不めっき発生状況を目視判定し、下記の基準に従い評価した。

○ : 5 個 / d m² 以下、△ : 6 ~ 1 5 個 / d m²、× : 1 6 個 / d m² 以上。

ここでは、○ を合格とし、△ および × は不合格とした。

「めっき密着性」は、めっき鋼板の 6 0 度 V 曲げ試験を実施後、テープテストを行い、以下の基準に従い評価した。

テープテスト黒化度 (%)

評価 : ◎ ... 0 ~ 1 0

評価：○ … 10～20未満

評価：△ … 20～30未満

評価：× … 30以上

(◎および○が合格、△および×は不合格)

「めっき層中濃度測定」は、アミン系インヒビターを入れた5%塩酸でめっき層を溶かした後、ICP発光分析法で行った。

性能評価試験結果を表B11および表B12(表B11のつづき)に示す。発明例である試料52～64は、いずれも、引張強度が550MPa以上でありながら、全伸びも30%以上であり、高強度と良好なプレス成形性を両立しているとともに、めっき密着性も満足している。

これに対し、比較例である試料65ではC濃度が低いため、同試料66ではC濃度が高いため、同試料67ではSi濃度が低いため、同試料68ではSi濃度が高いため、同試料69および70ではSiとAlの関係が満たされていないため、同試料71ではMn濃度が低いため、同試料72ではMn濃度が高いため、同試料73ではAl濃度が高いため、同試料74、75および76ではBe、Ca、Mg、Zrの濃度が低いため、同試料77ではBe、Ca、Mg、Zrの濃度が高いために、強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

また、成分組成が本発明で規定する範囲内の鋼であっても、処理条件の一つが本発明で規定する範囲から外れていると、比較例である試料78～102に示しように、に強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

表 B 7

成分 (質量%)														備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Be	Ca	Mg	Zr	Be+Ca+Mg+Zr	その他	Si+0.8Al	
aa	0.08	1.21	1.55	0.004	0.005	0.25	0.056	0	0	0	0.056	—	1.41	発明例
ab	0.12	0.24	2.21	0.014	0.003	0.73	0	0.050	0	0	0.050	Mo:0.11, Bi:0.02	0.824	発明例
ac	0.16	1.30	1.40	0.008	0.004	0.02	0	0	0.022	0.022	0.044	Sn:0.05, Cr:0.22	1.316	発明例
ad	0.13	0.65	1.00	0.009	0.006	0.74	0	0	0	0.120	0.120	Ni:0.12	1.242	発明例
ae	0.04	1.30	2.40	0.015	0.002	0.21	0.082	0.060	0.043	0.020	0.205	Ce:0.002, Nb:0.03	1.468	発明例
af	0.07	0.34	0.90	0.012	0.012	0.65	0.008	0.002	0.008	0.001	0.019	Ti:0.02, Zr:0.05	0.86	発明例
ag	0.17	1.70	1.50	0.005	0.008	0.23	0.112	0.200	0.100	0.100	0.512	Sb:0.003	1.884	発明例
ah	0.09	0.82	1.40	0.005	0.004	0.34	0.187	0	0.742	0.030	0.959	—	1.092	発明例
ai	0.11	0.46	1.60	0.012	0.011	0.95	0.742	0.110	0.046	0.020	0.918	Y:0.07, Se:0.01	1.22	発明例
aj	0.07	1.12	1.30	0.004	0.005	0.02	0.006	0.320	0.100	0	0.426	—	1.136	発明例
ak	0.18	0.93	1.6	0.008	0.009	0.14	0	0.230	0.230	0.060	0.520	Mo:0.04, Ti:0.01, Sb:0.02	1.042	発明例
al	0.08	0.82	1.70	0.004	0.005	0.13	0.046	0.020	0	0.010	0.076	—	0.924	発明例
am	0.17	1.40	1.70	0.005	0.008	0.23	0	0.200	0.102	0.100	0.402	Co:0.05	1.584	発明例

(注) 表中__を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

なお*印はAlとSiの関係が満たされていないことを示す。

また、—は含有していないことを示す。

表 B 8 (表 B 7 の続き)

成分 (質量%)														備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Be	Ca	Mg	Zr	Be+Ca+Mg+Zr	その他	Si+0.8Al	
an	0.01	0.34	1.03	0.003	0.005	0.55	0.028	0.010	0.020	0.030	0.088	—	0.78	比較例
ao	0.22	0.62	1.82	0.013	0.002	0.22	0.102	0.020	0.112	0.020	0.254	Sn:0.05	0.796	比較例
ap	0.13	0.13	1.34	0.007	0.003	0.39	0.043	0.020	0.010	0	0.073	Ce:0.2	0.442	比較例
aq	0.16	1.92	0.97	0.008	0.002	0.24	0	0.002	0.030	0.002	0.034	—	2.112	比較例
ar	0.15	*0.22	0.58	0.004	0.007	*0.12	0.210	0.020	0.112	0.230	0.572	V:0.01, Zr:0.02	0.316	比較例
as	0.12	*1.55	1.52	0.005	0.003	*0.73	0.192	0.080	0	0.130	0.402	—	2.134	比較例
at	0.06	0.36	0.18	0.008	0.003	0.22	0.062	0.042	0.008	0.220	0.332	Cu:0.22, Bi:0.021	0.536	比較例
au	0.14	0.73	2.65	0.009	0.005	0.54	0	0.230	0.130	0	0.360	Cr:0.23, Mo:0.09	1.162	比較例
av	0.12	0.54	0.85	0.005	0.006	1.63	0.008	0.010	0.010	0.023	0.051	—	1.844	比較例
aw	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0	0	0.001	Ti:0.03, Nb:0.03	0.876	比較例
ax	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0	0.002	0.001	0	0.003	Ni:0.11, Sb:0.02	0.876	比較例
ay	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0	0.001	0.002	Sn:0.04	0.876	比較例
az	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.861	0.200	0.112	0.229	1.402		0.876	比較例

(注) 表中_を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

なお*印はAlとSiの関係が満たされていないことを示す。

また、—は含有していないことを示す。

表 B 9

鋼	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
52	800	150	10	400	400~450°C	60	450	0.11	500	25	10	180	GA
53	750	90	20	400	—	—	450	0.14	520	30	15	150	GA
54	800	100	40	420	360~400°C	420	470	0.16	—	—	10	180	GI
55	750	90	150	380	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
56	780	150	3	370	350~380°C	300	440	0.12	—	—	10	180	GI
57	800	90	20	480	—	—	450	0.15	—	—	10	180	GI
58	750	200	20	410	—	—	450	0.15	500	30	10	180	GA
59	850	85	7	440	400~470°C	40	450	0.20	500	25	10	180	GA
60	750	150	10	360	360~440°C	200	450	0.11	—	—	10	180	GI
61	800	90	20	480	400~500°C	100	450	0.15	500	25	10	180	GA
62	750	110	5	440	—	—	450	0.20	500	30	10	180	GA
63	700	120	10	400	360~440°C	60	450	0.18	550	10	10	180	GA
64	800	200	15	430	—	—	460	0.20	—	—	10	200	GI
65	830	90	20	410	400~470°C	30	450	0.15	—	—	10	180	GI
66	800	120	6	420	—	—	460	0.14	520	15	10	180	GA
67	750	110	10	370	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
68	820	90	20	480	430~500°C	30	450	0.09	580	30	10	180	GA
69	750	90	20	410	—	—	450	0.16	500	20	10	180	GA
70	870	150	9	440	370~440°C	300	450	0.13	500	25	10	180	GA
71	750	70	20	420	—	—	450	0.18	500	25	10	180	GA
72	830	90	10	480	400~490°C	30	450	0.17	500	25	10	180	GA
73	750	200	20	490	400~470°C	80	450	0.09	—	—	10	180	GI
74	800	120	5	400	—	—	440	0.14	—	—	10	180	GI
75	750	110	10	400	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA
76	800	120	5	400	400~470°C	80	440	0.14	—	—	10	180	GI
77	800	70	20	440	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA

(注) 表中 を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。
 ここで、めっき後の加熱速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で一定とした。
 また、GAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 B 10 (表 B 9 の続き)

鋼	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
78 aa	600	90	20	360	—	—	470	0.08	500	30	10	180	GA
79 aa	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	480	50	10	180	GA
80 aa	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	500	30	10	180	GA
81 aa	800	400	20	410	—	—	480	0.17	500	40	20	220	GA
82 aa	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	510	30	10	180	GA
83 aa	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	480	50	10	180	GA
84 aa	770	90	70	520	370~440°C	300	450	0.14	500	30	10	180	GA
85 aa	830	150	10	420	400~490°C	650	480	0.18	500	30	10	180	GA
86 aa	800	70	20	410	400~470°C	80	430	0.11	430	40	15	180	GA
87 aa	750	90	25	440	370~440°C	140	480	0.16	620	20	10	100	GA
88 aa	850	60	20	420	—	—	450	0.20	500	3	8	180	GA
89 aa	750	90	80	480	—	—	450	0.12	500	130	10	180	GA
90 aa	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	500	25	3	180	GA
91 aa	750	100	20	360	—	—	450	0.08	500	30	10	300	GA
92 aa	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	500	25	10	180	GA
93 aa	600	90	20	360	—	—	470	0.08	—	—	10	180	GI
94 aa	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	—	—	10	180	GI
95 aa	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	—	—	10	180	GI
96 aa	800	420	20	410	—	—	480	0.17	—	—	20	220	GI
97 aa	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	—	—	10	180	GI
98 aa	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	—	—	10	180	GI
99 aa	830	150	10	420	400~490°C	720	480	0.18	—	—	10	180	GI
100 aa	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	—	—	3	180	GI
101 aa	750	100	20	360	—	—	450	0.08	—	—	10	300	GI
102 aa	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	—	—	10	180	GI

(注) 表中 — を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。
 ここで、めっき後の加熱速度は 10°C/s で一定とした。
 また、GA は合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GI は溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表B11

	TS (MPa)	El (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
52	630	36	8	89	10	0.22	○	◎	◎	発明例
53	660	34	10	89	10	0.18	○	◎	◎	発明例
54	720	34	13	98	—	0.28	○	◎	○	発明例
55	640	31	11	88	11	0.16	○	◎	◎	発明例
56	780	30	3	94	—	0.18	○	◎	○	発明例
57	580	36	9	89	10	0.82	○	◎	○	発明例
58	840	31	15	89	10	0.13	○	○	◎	発明例
59	640	36	8	87	12	0.16	○	◎	◎	発明例
60	630	35	10	99	—	0.25	○	◎	○	発明例
61	620	36	7	89	10	0.17	○	◎	◎	発明例
62	810	31	18	89	10	0.23	○	◎	◎	発明例
63	610	35	4	88	11	0.32	○	◎	◎	発明例
64	830	32	15	99	—	0.18	○	○	○	発明例
65	540	28	1	93	—	0.20	○	◎	○	比較例
66	810	25	22	89	10	0.21	○	◎	×	比較例
67	570	28	1	89	10	0.16	○	◎	◎	比較例
68	710	30	8	93	6	0.32	×	×	○	比較例
69	550	29	1	89	10	0.13	○	◎	◎	比較例
70	620	33	6	89	10	0.19	×	×	○	比較例
71	560	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
72	700	34	7	89	10	0.28	△	△	×	比較例
73	640	33	6	99	—	0.32	×	×	○	比較例
74	660	33	5	94	—	0.28	×	×	○	比較例
75	650	33	4	90	9	0.32	×	×	○	比較例
76	665	33	5	96	—	0.29	×	×	○	比較例
77	670	32	5	88	11	0.33	×	◎	○	比較例

(注) 表中_を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

表B12 (表B11の続き)

	TS (MPa)	El (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
78	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
79	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	◎	比較例
80	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
81	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	◎	比較例
82	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	◎	比較例
83	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	◎	比較例
84	610	34	6	84	15	0.28	○	△	○	比較例
85	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
86	610	35	5	94	5	0.23	○	◎	○	比較例
87	570	29	1	84	15	0.23	○	△	○	比較例
88	630	35	6	92	7	0.23	○	◎	○	比較例
89	580	28	1	84	15	0.32	○	△	○	比較例
90	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	◎	比較例
91	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	◎	比較例
92	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例
93	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
94	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	○	比較例
95	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	○	比較例
96	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	○	比較例
97	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	○	比較例
98	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	○	比較例
99	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
100	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	○	比較例
101	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	○	比較例
102	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例

(注) 表中_を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

実施例 B 3

表 B 1 3 および表 B 1 4 (表 B 1 3 のつづき) に成分を示す鋼を 1 2 5 0 °C に再加熱後、9 0 0 °C で仕上げ圧延、6 5 0 °C で捲取を行うことで、4 mm の熱間圧延鋼板を作製した。熱間圧延鋼板の表面スケールを塩酸で除去した後に、1 . 4 mm まで冷間圧延を行った。この冷間圧延鋼板を、表 B 1 5 および表 B 1 6 (表 B 1 5 のつづき) に示す条件で焼鈍、めっきを行い、その後、0 . 5 % で調質圧延した。製造した鋼板に対して、下記に示す「引張り試験」「残留オーステナイト測定試験」「溶接試験」「めっき外観」「めっき密着性」および「めっき層中濃度測定」の試験を行った。また、めっき付着量が片面 5 0 g / m² になるように、両面ともめっきした。

「引張り試験」は、C 方向に J I S 5 号引張試験片を採取し、ゲージ厚さ 5 0 mm、引張速度 1 0 mm / m i n で常温引張り試験を行った。

「残留オーステナイト測定試験」は、表層より板厚の 1 / 4 内層を化学研磨後、M o 管球を用いた X 線回折で、 α -F e と γ -F e の強度から求める 5 ピーク法と呼ばれる方法で行った。

「溶接試験」は、溶接電流：1 0 k A、加圧力：2 2 0 k g、溶接時間：1 2 サイクル、電極径：6 mm、電極形状：ドーム型、先端 6 ϕ -4 0 R の溶接条件でスポット溶接を行い、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ (t : 板厚) を切った時点までの連続打点数を評価した。評価基準は、◎：連続打点 2 0 0 0 点超、○：連続打点 1 0 0 0 点超、△：連続打点 5 0 0 ~ 1 0 0 0 点、×：連続打点 5 0 0 点未満とした。ここでは、◎および○を合格とし、△および×は不合格とした。

「めっき外観」は、めっき鋼板の外観から不めっき発生状況を目視判定し、下記の基準に従い評価した。

○：5 個 / d m² 以下、△：6 ~ 1 5 個 / d m²、×：1 6 個 / d m² 以上。

ここでは、○を合格とし、△および×は不合格とした。

「めっき密着性」は、めっき鋼板の 6 0 度 V 曲げ試験を実施後、テープテストを行い、以下の基準に従い評価した。

テープテスト黒化度 (%)

評価：◎ … 0 ~ 1 0

評価：○ … 10～20未満

評価：△ … 20～30未満

評価：× … 30以上

(◎および○が合格、△および×は不合格)

「めっき層中濃度測定」は、アミン系インヒビターを入れた5%塩酸でめっき層を溶かした後、ICP発光分析法で行った。

性能評価試験結果を表B17および表B18(表B17のつづき)に示す。発明例である試料103～115は、いずれも、引張強度が550MPa以上でありながら、全伸びも30%以上であり、高強度と良好なプレス成形性を両立しているとともに、めっき密着性も満足している。

これに対し、比較例である試料116ではC濃度が低いため、同試料117ではC濃度が高いため、同試料118ではSi濃度が低いため、同試料119ではSi濃度が高いため、同試料120および121ではSiとAlの関係が満たされていないため、同試料122ではMn濃度が低いため、同試料123ではMn濃度が高いため、同試料124ではAl濃度が高いため、同試料125、126および127ではSc、Y、La、Ceの濃度が低いため、試料128ではSc、Y、La、Ceの濃度が高いために、強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

また、成分組成が本発明で規定する範囲内の鋼であっても、処理条件の一つが本発で規定する範囲を外れていると、比較例である試料129～153(表B18、参照)に示すように、強度—延性バランスか、または、めっき密着性が悪く、本発明の目的を達し得ない。

表 B 1 3

	成分 (質量%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Sc	Y	La	Ce	Sc+Y+La+Ce	その他	Si+0.8Al	
ba	0.08	1.21	1.55	0.004	0.005	0.25	0.056	0	0	0	0.056	—	1.41	発明例
bb	0.12	0.24	2.21	0.014	0.003	0.73	0	0.050	0	0	0.050	Mo:0.11, Ca:0.02	0.824	発明例
bc	0.16	1.30	1.40	0.008	0.004	0.02	0	0	0.022	0.022	0.044	Sn:0.05, Cr:0.22	1.316	発明例
bd	0.13	0.65	1.00	0.009	0.006	0.74	0	0	0	0.120	0.120	Ni:0.12	1.242	発明例
be	0.04	1.30	2.40	0.015	0.002	0.21	0.082	0.060	0.043	0.020	0.205	Sb:0.002, Nb:0.03	1.468	発明例
bf	0.07	0.34	0.90	0.012	0.012	0.65	0.008	0.002	0.008	0.001	0.019	Ti:0.02, Zr:0.05	0.86	発明例
bg	0.17	1.70	1.50	0.005	0.008	0.23	0.112	0.200	0.100	0.100	0.512	Mg:0.003	1.884	発明例
bh	0.09	0.82	1.40	0.005	0.004	0.34	0.187	0	0.742	0.030	0.959	—	1.092	発明例
bi	0.11	0.46	1.60	0.012	0.011	0.95	0.742	0.110	0.046	0.020	0.918	Bi:0.07, Ga:0.01	1.22	発明例
bj	0.07	1.12	1.30	0.004	0.005	0.02	0.006	0.320	0.100	0	0.426	—	1.136	発明例
bk	0.18	0.93	1.6	0.008	0.009	0.14	0	0.230	0.230	0.060	0.520	Mo:0.04, Ti:0.01, Mg:0.02	1.042	発明例
bl	0.08	0.82	1.70	0.004	0.005	0.13	0.046	0.020	0	0.010	0.076	—	0.924	発明例
bm	0.17	1.40	1.70	0.005	0.008	0.23	0	0.200	0.102	0.100	0.402	Mg:0.02, Co:0.05	1.584	発明例

表 B 1 4 (表 B 1 3 の続き)

成分 (質量%)														備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Sc	Y	La	Ce	Sc+Y+La+Ce	その他	Si+0.8Al	
bn	0.01	0.34	1.03	0.003	0.005	0.55	0.028	0.010	0.020	0.030	0.088	—	0.78	比較例
bo	0.22	0.62	1.82	0.013	0.002	0.22	0.102	0.020	0.112	0.020	0.254	Sn:0.05	0.796	比較例
bp	0.13	0.13	1.34	0.007	0.003	0.39	0.043	0.020	0.010	0	0.073	Se:0.2	0.442	比較例
bq	0.16	1.92	0.97	0.008	0.002	0.24	0	0.002	0.030	0.002	0.034	—	2.112	比較例
br	0.15	*0.22	0.58	0.004	0.007	*0.12	0.210	0.020	0.112	0.230	0.572	V:0.01, Zr:0.02	0.316	比較例
bs	0.12	*1.55	1.52	0.005	0.003	*0.73	0.192	0.080	0	0.130	0.402	—	2.134	比較例
bt	0.06	0.36	0.18	0.008	0.003	0.22	0.062	0.042	0.008	0.220	0.332	Cu:0.22, Ca:0.021	0.536	比較例
bu	0.14	0.73	2.65	0.009	0.005	0.54	0	0.230	0.130	0	0.360	Cr:0.23, Mo:0.09	1.162	比較例
bv	0.12	0.54	0.85	0.005	0.006	1.63	0.008	0.010	0.010	0.023	0.051	—	1.844	比較例
bw	0.08	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0	0	0.001	Ti:0.03, Nb:0.03	0.876	比較例
bx	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0	0.002	0.001	0	0.003	Ni:0.11, Mg:0.02	0.876	比較例
by	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.001	0	0	0.001	0.002	Sn:0.04	0.876	比較例
bz	0.09	0.62	1.22	0.012	0.002	0.32	0.861	0.200	0.112	0.229	1.402		0.876	比較例

表 B 15

鋼	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
103 ba	800	150	10	400	400~450°C	60	450	0.11	500	25	10	180	GA
104 bb	750	90	20	400	—	—	450	0.14	520	30	15	150	GA
105 bc	800	100	40	420	360~400°C	420	470	0.16	—	—	10	180	GI
106 bd	750	90	150	380	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
107 be	780	150	3	370	350~380°C	300	440	0.12	—	—	10	180	GI
108 bf	800	90	20	480	—	—	450	0.15	—	—	10	180	GI
109 bg	750	200	20	410	—	—	450	0.15	500	30	10	180	GA
110 bh	850	85	7	440	400~470°C	40	450	0.20	500	25	10	180	GA
111 bi	750	150	10	360	360~440°C	200	450	0.11	—	—	10	180	GI
112 bj	800	90	20	480	400~500°C	100	450	0.15	500	25	10	180	GA
113 bk	750	110	5	440	—	—	450	0.20	500	30	10	180	GA
114 bl	700	120	10	400	360~440°C	60	450	0.18	550	10	10	180	GA
115 bm	800	200	15	430	—	—	460	0.20	—	—	10	200	GI
116 bn	830	90	20	410	400~470°C	30	450	0.15	—	—	10	180	GI
117 bo	800	120	6	420	—	—	460	0.14	520	15	10	180	GA
118 bp	750	110	10	370	—	—	450	0.10	500	25	10	180	GA
119 bq	820	90	20	480	430~500°C	30	450	0.09	580	30	10	180	GA
120 br	750	90	20	410	—	—	450	0.16	500	20	10	180	GA
121 bs	870	150	9	440	370~440°C	300	450	0.13	500	25	10	180	GA
122 bt	750	70	20	420	—	—	450	0.18	500	25	10	180	GA
123 bu	830	90	10	480	400~490°C	30	450	0.17	500	25	10	180	GA
124 bv	750	200	20	490	400~470°C	80	450	0.09	—	—	10	180	GI
125 bw	800	120	5	400	—	—	440	0.14	—	—	10	180	GI
126 bx	750	110	10	400	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA
127 by	800	120	5	400	400~470°C	80	440	0.14	—	—	10	180	GI
128 bz	800	70	20	440	—	—	440	0.14	500	25	10	180	GA

(注) 表中 を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。
 ここで、めっき後の加熱速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で一定とした。
 また、GAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 B 1 6 (表 B 1 5 の続き)

鋼	焼純温度 (°C)	焼純時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却終点 温度(°C)	めっき前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	めっき温度 (°C)	Al (%)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (sec)	冷却速度 (°C/s)	冷却温度 (°C)	備考
129 ba	600	90	20	360	—	—	470	0.08	500	30	10	180	GA
130 ba	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	480	50	10	180	GA
131 ba	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	500	30	10	180	GA
132 ba	800	400	20	410	—	—	480	0.17	500	40	20	220	GA
133 ba	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	510	30	10	180	GA
134 ba	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	480	50	10	180	GA
135 ba	770	90	70	520	370~440°C	300	450	0.14	500	30	10	180	GA
136 ba	830	150	10	420	400~490°C	650	480	0.18	500	30	10	180	GA
137 ba	800	70	20	410	400~470°C	80	430	0.11	430	40	15	180	GA
138 ba	750	90	25	440	370~440°C	140	480	0.16	620	20	10	100	GA
139 ba	850	60	20	420	—	—	450	0.20	500	3	8	180	GA
140 ba	750	90	80	480	—	—	450	0.12	500	130	10	180	GA
141 ba	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	500	25	3	180	GA
142 ba	750	100	20	360	—	—	450	0.08	500	30	10	300	GA
143 ba	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	500	25	10	180	GA
144 ba	600	90	20	360	—	—	470	0.08	—	—	10	180	GI
145 ba	950	90	80	480	400~500°C	60	450	0.11	—	—	10	180	GI
146 ba	750	5	20	440	430~500°C	20	450	0.20	—	—	10	180	GI
147 ba	800	420	20	410	—	—	480	0.17	—	—	20	220	GI
148 ba	750	90	1	370	430~500°C	30	450	0.13	—	—	10	180	GI
149 ba	800	110	10	300	370~440°C	300	450	0.09	—	—	10	180	GI
150 ba	830	150	10	420	400~490°C	720	480	0.18	—	—	10	180	GI
151 ba	820	70	50	490	400~470°C	250	440	0.10	—	—	3	180	GI
152 ba	750	100	20	360	—	—	450	0.08	—	—	10	300	GI
153 ba	830	90	20	480	400~500°C	60	450	0.82	—	—	10	180	GI

(注) 表中 を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

ここで、めっき後の加熱速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で一定とした。

また、GAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板。GIは溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

表 B 1 7

	TS (MPa)	EI (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
103	630	36	8	89	10	0.22	○	◎	◎	発明例
104	660	34	10	89	10	0.18	○	◎	◎	発明例
105	720	34	13	98	—	0.28	○	◎	○	発明例
106	640	31	11	88	11	0.16	○	◎	◎	発明例
107	780	30	3	94	—	0.18	○	◎	○	発明例
108	580	36	9	89	10	0.82	○	◎	○	発明例
109	840	31	15	89	10	0.13	○	○	◎	発明例
110	640	36	8	87	12	0.16	○	◎	◎	発明例
111	630	35	10	99	—	0.25	○	◎	○	発明例
112	620	36	7	89	10	0.17	○	◎	◎	発明例
113	810	31	18	89	10	0.23	○	◎	◎	発明例
114	610	35	4	88	11	0.32	○	◎	◎	発明例
115	830	32	15	99	—	0.18	○	○	○	発明例
116	540	28	1	93	—	0.20	○	◎	○	比較例
117	810	25	22	89	10	0.21	○	◎	×	比較例
118	570	28	1	89	10	0.16	○	◎	◎	比較例
119	710	30	8	93	6	0.32	×	×	○	比較例
120	550	29	1	89	10	0.13	○	◎	◎	比較例
121	620	33	6	89	10	0.19	×	×	○	比較例
122	560	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
123	700	34	7	89	10	0.28	△	△	×	比較例
124	640	33	6	99	—	0.32	×	×	○	比較例
125	660	33	5	94	—	0.28	×	×	○	比較例
126	650	33	4	90	9	0.32	×	×	○	比較例
127	665	33	5	96	—	0.29	×	×	○	比較例
128	670	32	5	88	11	0.33	×	◎	○	比較例

(注) 表中 _ を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

表 B 1 8 (表 B 1 7 の続き)

	TS (MPa)	EI (%)	残留 γ (%)	めっき中Zn (%)	めっき中Fe (%)	めっき中Al (%)	めっき 外観	めっき 密着性	溶接性	備考
129	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
130	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	◎	比較例
131	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	◎	比較例
132	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	◎	比較例
133	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	◎	比較例
134	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	◎	比較例
135	610	34	6	84	15	0.28	○	△	○	比較例
136	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	◎	比較例
137	610	35	5	94	5	0.23	○	◎	○	比較例
138	570	29	1	84	15	0.23	○	△	○	比較例
139	630	35	6	92	7	0.23	○	◎	○	比較例
140	580	28	1	84	15	0.32	○	△	○	比較例
141	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	◎	比較例
142	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	◎	比較例
143	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例
144	550	24	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
145	600	26	1	89	10	0.21	○	◎	○	比較例
146	620	20	1	90	9	0.23	○	◎	○	比較例
147	580	22	1	89	10	0.63	○	◎	○	比較例
148	550	26	1	89	10	0.27	○	◎	○	比較例
149	650	24	1	88	11	0.34	○	◎	○	比較例
150	600	29	1	89	10	0.41	○	◎	○	比較例
151	580	26	1	89	10	0.23	○	◎	○	比較例
152	560	23	1	89	10	0.32	○	◎	○	比較例
153	630	35	7	88	10	1.23	○	◎	○	比較例

(注) 表中__を付したのは本発明で規定する範囲から外れていることを示す。

請 求 の 範 囲

1. (a) 質量%で、

C : 0.05~0.2%、

Si : 0.2~2.0%、

Mn : 0.2~2.5%、および、

Al : 0.01~1.5%、

を含有し、かつ、SiとAlの関係が、

$$0.4(\%) \leq Si + 0.8Al(\%) \leq 2.0\%$$

を満足し、かつ、

(i) Snを、0.003~1.0%、

(ii) Sb、Bi、Seの1種以上を、合計で0.005~1.0%、

(iii) Be、Mg、Ca、Zrの1種以上を、合計で0.005~1.0%、
および

(iv) Sc、Y、La、Ceの1種以上を、合計で0.005~1.0%
からなる群より選択される少なくとも一つ以上を含み、残部Feおよび不可避免的
不純物からなり、鋼組織中、残留オーステナイトの体積率が2~20%を満足す
る鋼板基材と、

(b) 該鋼板基材上に形成される、Znめっき層と
を含んでなる、めっき密着性およびプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛系めっ
き鋼板。

2. 前記鋼板基材が、質量%で、Ni : 2.0%以下、Cu : 2.0%以下、
Co : 0.3%未満のうちの少なくとも1種以上をさらに含んでなる、請求項1
記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

3. 前記鋼板基材が、質量%で、Mo : 0.5%未満、Cr : 1.0%未満、
V : 0.3%未満、Ti : 0.06%未満、Nb : 0.06%未満、B : 0.0
1%未満のうちの少なくとも1種以上をさらに含んでなる、請求項1または2に
記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

4. 前記Znめっき層が、Zn : 80~91%、Fe : 8~15%、および、

Al : 1 %以下を含んでなる Zn合金めっき層である、請求項 1～3 のいずれか一項に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

5. 前記 Znめっき層が、Zn : 80 %以上、および、Al : 1 %以下を含んでなる Zn金属めっき層である、請求項 1～3 のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

6. 請求項 4 に記載される溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法であって、請求項 1～3 のいずれか 1 項に記載される鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を 650～900℃の二相共存温度域で 10 秒～6 分焼鈍した後、2～200℃/s の冷却速度で 350～500℃まで冷却し、溶融亜鉛合金めっきを施し、その後、

450～600℃の温度域で 5 秒～2 分保持してから 5℃/s 以上の冷却速度で 250℃以下に冷却すること
を含んでなる、製造方法。

7. 請求項 4 に記載される溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法であって、請求項 1～3 のいずれか 1 項に記載される鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を 650～900℃の二相共存温度域で 10 秒～6 分焼鈍し、その後、2～200℃/s の冷却速度で 350～500℃まで冷却し、該温度域で 10 分以下保持した後、溶融亜鉛合金めっきを施し、その後、

450～600℃の範囲の温度域で 5 秒～2 分保持し、次いで、5℃/s 以上の冷却速度で 250℃以下に冷却すること
を含んでなる、製造方法。

8. 請求項 5 に記載される溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法であって、請求項 1～3 のいずれか 1 項に記載される鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用意し、

該冷延鋼板を 650～900℃の二相共存温度域で 10 秒～6 分焼鈍し、その後、2～200℃/s の冷却速度で 350～500℃まで冷却し、溶融亜鉛金属めっきを施し、その後、

5 °C / s 以上の冷却速度で 2 5 0 °C 以下に冷却すること
を含んでなる、製造方法。

9. 請求項 5 に記載される溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法であって、
請求項 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載される鋼板基材組成を有する冷延鋼板を用
意し、

該冷延鋼板を 6 5 0 ～ 9 0 0 °C の二相共存温度域で 1 0 秒 ～ 6 分焼鈍し、その
後、 2 ～ 2 0 0 °C / s の冷却速度で 3 5 0 ～ 5 0 0 °C まで冷却し、該温度域で 1
0 分以下保持した後、溶融亜鉛金属めっきを施し、その後、

5 °C / s 以上の冷却速度で 2 5 0 °C 以下に冷却すること
を含んでなる、製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/11569

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C 38/00, 301, C21D 9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C 38/00, 301, C21D 9/46

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2002
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2002	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2002

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
JOIS

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	K. Eberle, et al., "New thermomechanical strategy for production of high strength low alloyed multiphase steel showing transformation induced plasticity effect", Ironmaking & Steelmaking, Vol.26, No.3, received on 05 October, 1999 (05.10.1999), (at JICST), pages 176 to 181	1-9
A	JP 11-279691 A (Nippon Steel Corporation), 12 October, 1999 (12.10.1999), page 2 (Family: none)	1-9
A	JP 11-279682 A (Nippon Steel Corporation), 12 October, 1999 (12.10.1999), page 2 (Family: none)	1-9

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
07 February, 2002 (07.02.02)Date of mailing of the international search report
19 February, 2002 (19.02.02)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JPO1/11569

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00 301, C21D 9/46

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00 301, C21D 9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2002年
 日本国登録実用新案公報 1994-2002年
 日本国実用新案登録公報 1996-2002年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

JOIS

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	K. Eberle, et al. New thermomechanical strategy for production of high strength low alloyed multiphase steels showing transformation induced plasticity effect, IRONMAKING & STEELMAKING, VOL. 26, NO. 3, 1999. 10. 05 (JICSTの受入日)、P. 176-181	1-9
A	JP 11-279691 A (新日本製鐵株式会社), 1999. 10. 12, 第2頁 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 11-279682 A (新日本製鐵株式会社), 1999. 10. 12, 第2頁 (ファミリーなし)	1-9

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

07. 02. 02

国際調査報告の発送日

19.02.02

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小柳 健 悟

4K

8417

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.